

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2003342680
PUBLICATION DATE : 03-12-03

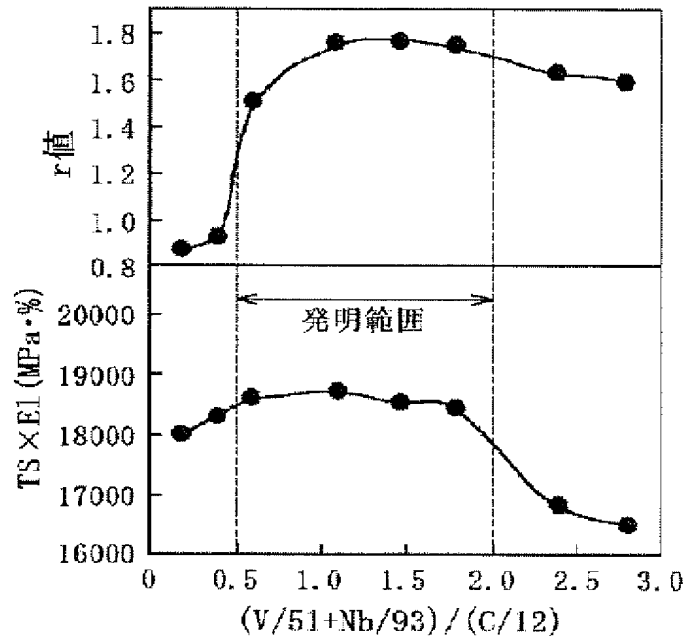
APPLICATION DATE : 23-05-02
APPLICATION NUMBER : 2002148976

APPLICANT : JFE STEEL KK;

INVENTOR : SAKATA TAKASHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/48 C22C 38/12
C22C 38/14

TITLE : DUAL-PHASE HIGH-TENSILE COLD
ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT
IN DEEP DRAWABILITY AND
STRETCH-FLANGEABILITY AND ITS
PRODUCTION METHOD



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a dual-phase high-tensile cold rolled steel sheet excellent in deep drawability and stretch-flangeability and its production method.

SOLUTION: The dual-phase high-tensile cold rolled steel sheet comprises 0.01-0.05 mass% C, 0.1-1.5 mass% Si, 1.0-3.0 mass% Mn, 0.10 mass% or less P, 0.02 mass% or less S, 0.005-0.1 mass% Al, 0.02 mass% or lower N, 0.01-0.2 mass% V, 0.005-0.2 mass% Nb, and the balance substantially being Fe and unavoidable impurities provided that the contents of V, Nb, and C satisfy the relation represented by $0.5 \times C/12 \leq (V/51+Nb/93) \leq 2 \times C/12$. The steel sheet has such a steel structure that the main phase is a ferrite phase comprising a polygonal ferrite phase and a bainitic ferrite phase and the second phase contains a martensite phase in an areal ratio of 1% or higher.

COPYRIGHT: (C)2004,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-342680

(P2003-342680A)

(43) 公開日 平成15年12月3日 (2003.12.3)

| (51) Int.Cl. ⁷ | 識別記号 | F I | ターミナル* (参考) |
|---------------------------|-------|---------------|-------------------|
| C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 | C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 S 4 K 0 3 7 |
| C 2 1 D 9/48 | | C 2 1 D 9/48 | F |
| C 2 2 C 38/12 | | C 2 2 C 38/12 | |
| 38/14 | | 38/14 | |

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願2002-148976(P2002-148976)

(22) 出願日 平成14年5月23日 (2002.5.23)

(71) 出願人 000001258

J F E スチール株式会社

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号

(72) 発明者 ▲吉▼田 裕美

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 松岡 才二

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100072051

弁理士 杉村 興作

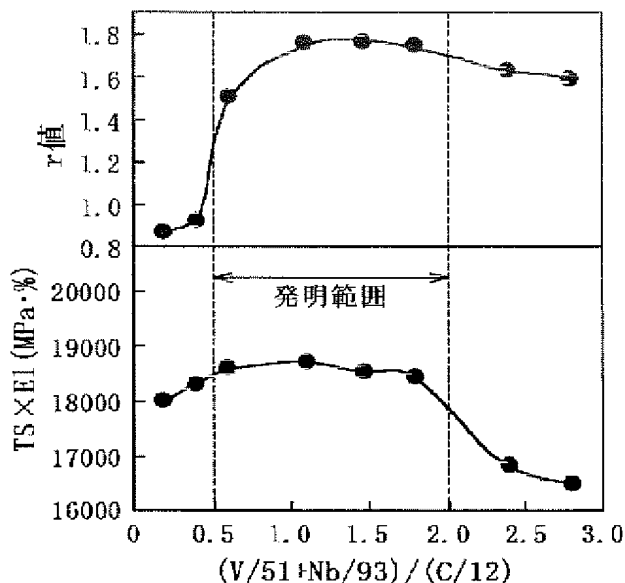
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法を提案することにある。

【解決手段】 本発明の複合組織型高張力冷延鋼板は、質量％で、C:0.01~0.05%、Si:0.1~1.5%、Mn:1.0~3.0%、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.1%、N:0.02%以下、V:0.01~0.2%およびNb:0.005~0.2%を含有し、かつ、VおよびNbとCとの含有量(質量％)が、 $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$ なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、主相がポリゴンアルフェライト相とベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、さらに、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相を有する鋼組織を有することを特徴とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量％でC:0.01～0.05％、Si:0.1～1.5％、Mn:1.0～3.0％、P:0.10％以下、S:0.02％以下、Al:0.005～0.1％、N:0.02％以下、V:0.01～0.2％およびNb:0.005～0.2％を含有し、かつ、VおよびNbとCとの含有量（質量％）が、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、主相がポリゴナルフェライト相とベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、さらに、面積率で1％以上のマルテンサイト相を含む第2相を有する鋼組織を有することを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【請求項2】 質量％でC:0.01～0.05％、Si:0.1～1.5％、Mn:1.0～3.0％、P:0.10％以下、S:0.02％以下、Al:0.005～0.1％、N:0.02％以下、V:0.01～0.2％、Nb:0.005～0.2％およびTi:0.001～0.3％を含有し、かつ、V、NbおよびTiとCとの含有量（質量％）が、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48) \leq 2 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、主相がポリゴナルフェライト相とベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、さらに、面積率で1％以上のマルテンサイト相を含む第2相を有する鋼組織を有することを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【請求項3】 上記組成に加えてさらにMo:0.01～0.5質量％を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【請求項4】 質量％でC:0.01～0.05％、Si:0.1～1.5％、Mn:1.0～3.0％、P:0.10％以下、S:0.02％以下、Al:0.005～0.1％、N:0.02％以下、V:0.01～0.2％およびNb:0.005～0.2％を含有し、かつ、VおよびNbとCとの含有量（質量％）が、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$$

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、連続焼鈍ラインにて（ A_{c3} 変態点－50℃）～（ A_{c3} 変態点＋50℃）の温度域の焼鈍温度に加熱した後、400℃以下まで冷却し、この冷却における平均冷却速度が、前記焼鈍温度から700℃までの温度域で10℃/s以上、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上であることを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】 質量％でC:0.01～0.05％、Si:0.1～1.5％、Mn:1.0～3.0％、P:0.10％以下、S:0.02％以下、Al:0.005～0.1％、N:0.02％以下、V:0.01～0.2％、Nb:0.005～0.2％およびTi:0.001～0.3％を含有し、か

つ、V、NbおよびTiとCとの含有量（質量％）が、 $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48) \leq 2 \times C/12$

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、連続焼鈍ラインにて（ A_{c3} 変態点－50℃）～（ A_{c3} 変態点＋50℃）の温度域の焼鈍温度に加熱した後、400℃以下まで冷却し、この冷却における平均冷却速度が、前記焼鈍温度から700℃までの温度域で10℃/s以上、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上であることを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項6】 鋼スラブは、上記組成に加えてさらにMo:0.01～0.5質量％を含有することを特徴とする、請求項4または5に記載の深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用鋼板等の用途に有用な深絞り性と伸びフランジ性に優れた引張強さが440MPa以上の複合組織型高張力冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、地球環境の保全という観点から、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、車両衝突時に乗員を保護する観点から、自動車車体の安全性向上も要求されている。このようなことから、自動車車体の軽量化と強化の双方を図るための検討が積極的に進められている。自動車車体の軽量化と強化を同時に満足させるには、部品素材を高強度化することが効果的であると言われており、最近では高張力鋼板が自動車部品に積極的に使用されている。

【0003】鋼板を素材とする自動車部品の多くがプレス加工によって成形されるため、自動車用鋼板には優れたプレス成形性を具備していることが必要とされる。しかし、一般に、鋼板を高強度化すると、ランクフォード値（ r 値）および延性（ $E1$ ）が低下し、また、伸びフランジ性も低下して、プレス成形性が劣化するとともに、降伏応力が上昇して形状凍結性が劣化する傾向がある。特に引張強さ（ TS ）と延性（ $E1$ ）との積 $TS \times E1$ で表される、いわゆる強度伸びバランスの値が大きいほどプレス成形性には有利であり、従来から鋼板の高強度化と共に高延性化が図られてきた。高強度と高延性を兼ね備えた鋼板については、歪み誘起塑性現象を利用した残留オーステナイト鋼（残留 γ 鋼）をはじめとしてポリゴナルフェライトとマルテンサイトの2相を有するDual-Phase鋼（DP鋼）など、いわゆる複合組織鋼についての開発研究が進められている。

【0004】プレス成形性の良好な高張力鋼板の代表例としては、フェライトとマルテンサイトの複合組織からなる複合組織鋼板が挙げられ、特に連続焼鈍後ガスジェ

ット冷却で製造される複合組織鋼板は、降伏応力（YS）が低く、さらに高延性（EI）と優れた焼付け硬化性を兼ね備えている。しかしながら、上記複合組織鋼板は、加工性については概ね良好であるものの、ランクフォード値（ r 値）が低く、深絞り成形性に劣るとともに、穴拡張率（ λ ）が低く、伸びフランジ成形性も劣るという欠点があった。

【0005】そのため、複合組織鋼板のランクフォード値（ r 値）を改善する試みがなされている。例えば特公昭55-10650号公報では、冷間圧延後、再結晶温度 $\sim A_{c3}$ 変態点の温度で箱焼鈍を行い、その後、複合組織とするため700 \sim 800 $^{\circ}\text{C}$ に加熱した後、焼入れ焼戻しを行う技術が開示されている。しかしながら、この方法では、連続焼鈍時に焼入れ焼戻しを行うため降伏応力YSが高く、低い降伏比YRが得られない。なお、ここで降伏比YRは引張強さTSに対する降伏応力YSの比であり、 $YR=YS/TS$ である。この高降伏応力の鋼板はプレス時、プレス部品の形状凍結性が悪いという欠点がある。

【0006】この高降伏応力YSを改善するための方法としては、特開昭55-100934号公報に開示されている。この方法は、高いランクフォード値（ r 値）を得るためにまず箱焼鈍を行うが、箱焼鈍時の温度をフェライト（ α ）-オーステナイト（ γ ）の2相域とし、均熱時に α 相から γ 相にMnを濃化させる。このMn濃化相は連続焼鈍時に優先的に γ 相となり、ガスジェット程度の冷却速度でも混合組織が得られ、さらに降伏応力YSも低く、前記したようなプレス部品の形状凍結性も悪くない。しかし、この方法では、Mn濃化のため $\alpha-\gamma$ の2相域という比較的高温で長時間の箱焼鈍が必要であり、そのため鋼板間の密着の多発、テンパーカラーの発生および炉体インナーカバーの寿命低下など製造工程上、多くの問題がある。従来、このように高いランクフォード値（ r 値）と低い降伏応力YSを兼ね備えた高張力鋼板を工業的に安定して製造することは困難であった。

【0007】加えて、特公平1-35900号公報では、0.012質量% C-0.32質量% Si-0.53質量% Mn-0.03質量% P-0.051質量% Tiの組成の鋼を冷間圧延後、 $\alpha-\gamma$ の2相域である870 $^{\circ}\text{C}$ に加熱後、100 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度にて冷却することにより、 $r=1.61$ 、 $YS=224\text{MPa}$ 、 $TS=482\text{MPa}$ の非常に高いランクフォード値（ r 値）と低降伏応力を有する複合組織型冷延鋼板が製造可能となる技術が開示されている。しかしながら、100 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ という高い冷却速度を、通常ガスジェット冷却では達成できないため、水焼入れ設備が必要となる他、水焼入れした冷延鋼板は、表面処理性の問題も顕在化するため、製造設備上および材質上の問題がある。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の問題を材質面でも製造面でも有利に解決したもので、鋼組成として特にCとVおよびNbの含有量、および製造条件と

して特に焼鈍温度および焼鈍温度からの冷却速度を規制することにより、強度伸びバランスに優れ、且つ高いランクフォード値に加えて、伸びフランジ性にも優れる複合組織型高張力冷延鋼板と、これを安定して製造できる技術を提案することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するため、冷延鋼板のマイクロ組織および再結晶集合組織におよぼす合金元素、および焼鈍温度条件の影響について鋭意研究を重ねた。その結果、C含有量を0.01 \sim 0.05質量%とし、適正範囲のV、Nb量を含有することにより、再結晶焼鈍前には、固溶Cを極力低減させて{111}再結晶集合組織を発達させることにより、高いランクフォード値（ r 値）が得られること、また、連続焼鈍ラインにて（ A_{c3} 変態点-50 $^{\circ}\text{C}$ ） \sim （ A_{c3} 変態点+50 $^{\circ}\text{C}$ ）の温度域の焼鈍温度に加熱することにより、VおよびNb系炭化物を溶解させて、固溶Cを大量に生成することで、オーステナイト中にCを濃化させ、その後、400 $^{\circ}\text{C}$ 以下まで冷却し、この冷却における平均冷却速度を、焼鈍温度から700 $^{\circ}\text{C}$ までの温度域で10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、700 $^{\circ}\text{C}$ から400 $^{\circ}\text{C}$ までの温度域で5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上として、ポリゴナルフェライト相とベイニチックフェライト相を主相とする中に、第2相としてマルテンサイト相を生成させることにより、高強度にもかかわらず延性に優れ、ランクフォード値が高く、伸びフランジ性も良好な複合組織型高張力冷延鋼板が製造可能であることを見出した。

【0010】ここで、本発明鋼である複合組織型冷延鋼板とは、主相がフェライト相であり、このフェライト相は転位密度の低いポリゴナルフェライト相と、オーステナイト域からの冷却過程により生成した転位密度の高いベイニチックフェライト相が混在したもので、さらに面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相との複合組織鋼板である。

【0011】まず、本発明者らが行った基礎的な実験結果について説明する。質量%で、C：0.02%、Si：0.5%、Mn：2.0%、P：0.05%、S：0.005%、Al：0.03%、N：0.002%を基本組成とし、これにV：0.01 \sim 0.15質量%の範囲およびNb：0.001 \sim 0.16質量%の範囲で添加した異なるVおよびNb含有量を有する種々の鋼素材について、1250 $^{\circ}\text{C}$ に加熱しこの温度で均熱保持した後、仕上圧延終了温度が880 $^{\circ}\text{C}$ となるように3パス圧延を行って板厚4.0mmとした。なお、仕上圧延終了後、コイル巻取り相当処理として650 $^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ の保温処理を施した。引き続き、圧下率70%の冷間圧延を施して板厚1.2mmとした。ついで、これらの冷延板に、（ A_{c3} 変態点-50 $^{\circ}\text{C}$ ） \sim （ A_{c3} 変態点+50 $^{\circ}\text{C}$ ）の温度域内である850 $^{\circ}\text{C}$ を焼鈍温度として加熱した後、室温まで冷却する連続焼鈍（再結晶焼鈍）を施した。この冷却における平均冷却速度は、焼鈍温度から700 $^{\circ}\text{C}$ までの温度域と700 $^{\circ}\text{C}$ から400 $^{\circ}\text{C}$ までの温度域とともに15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とし、400 $^{\circ}\text{C}$ から室温

までは5℃/sとした。

【0012】得られた冷延鋼板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。引張試験は、JIS5号引張試験片を用いて行った。引張強さTSおよび延性EIは、圧延方向に対して垂直方向に引張試験を行ったときの値である。r値は、圧延方向 (r_L)、圧延方向に45度方向 (r_D) および圧延方向に垂直 (90度) 方向 (r_T) の平均r値 $\{(r_L + r_D + 2 \times r_T) / 4\}$ として求めた。

【0013】図1は、VとNbの含有量がCとの関係でr値と強度伸びバランス (TS×EI) に及ぼす影響を示した図であり、横軸はVおよびNbの含有量とC含有量の原子比 $\{(V/51 + Nb/93) / (C/12)\}$ であり、縦軸はr値と強度伸びバランス (TS×EI) を上下に分けて示す。

【0014】図1から、鋼中のVおよびNbの含有量をCとの原子比にして0.5~2.0の範囲に制限することにより、高いr値と高い強度伸びバランスが得られ、高r値と高い延性EIを有する複合組織型冷延鋼板が製造可能となることが明らかになった。

【0015】つぎに、上記図1で用いた冷延鋼板のうち、 $(V/51 + Nb/93) / (C/12) = 1.1$ の鋼素材 (A_{cs} 変態点: 870℃) を熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、750~970℃の温度域で焼鈍した後、焼鈍温度から700℃までの温度域での平均冷却速度を20℃/sとし、700℃から400℃までの温度域での平均冷却速度を15℃/sとして室温まで冷却する連続焼鈍 (再結晶焼鈍) を施すことによって、得られた冷延鋼板について、穴拡張試験を実施し穴拡張率 (λ) を求めて伸びフランジ性を評価した。なお、一部の試料については、焼鈍温度から700℃までの温度域での平均冷却速度を8℃/sとし、700℃から400℃までの温度域での平均冷却速度を3℃/sとして室温まで冷却することによって得た。

【0016】穴拡張試験は、JFST 1001の規定に準拠して、10mmφのボンチで打ち抜いて供試片にボンチ穴を形成したのち、頂角60°の円錐ボンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴拡張を行い、穴拡張率 λ を求めた。穴拡張率 λ は、 $\lambda (\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100$ で求めた。なお、 d_0 : 初期穴内径、 d : 割れ発生時の穴内径である。

【0017】図2は、再結晶焼鈍温度が穴拡張率 (λ) に及ぼす影響を示した図の一例である。図2の結果から、焼鈍温度を (A_{cs} 変態点 - 50℃) ~ (A_{cs} 変態点 + 50℃) の温度域内とし、かつその後の冷却における平均冷却速度を所定の範囲にすることにより、高い穴拡張率が得られ、伸びフランジ性に優れた複合組織型冷延鋼板が製造可能となることが明らかになった。

【0018】本発明の冷延鋼板では、焼鈍過程においては、再結晶焼鈍前には固溶CおよびNが少ないため、{111}再結晶集合組織が強く発達し、高いランクフォード

値が得られるとともに、再結晶後にVおよびNb系炭化物が溶解し、固溶Cがオーステナイト相に多量に濃化することにより、その後の冷却過程においてオーステナイト相がマルテンサイト相に変態し、高いランクフォード値を有するフェライト相とマルテンサイト相の複合組織が得られる。さらに、この焼鈍温度を、(A_{cs} 変態点 - 50℃) ~ (A_{cs} 変態点 + 50℃) とすることにより、固溶Cが多量に濃化したオーステナイト相と、固溶Cが少ないオーステナイト相およびフェライト相に変態し、その後、所定の冷却速度で冷却することにより、主相がポリゴナルフェライトとベイニチックフェライト相で、第2相がマルテンサイト相である複合組織が得られる。このような組織を有する複合組織鋼板は、主相のポリゴナルフェライトおよびベイニチックフェライト相と、第2相のマルテンサイト相との硬度差が小さくなったため、穴拡張率が高くなったものと考えられるが、詳細は明らかではない。

【0019】本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討して完成されたものであり、本発明の要旨は下記のとおりである。

(1) 質量%でC: 0.01~0.05%、Si: 0.1~1.5%、Mn: 1.0~3.0%、P: 0.10%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.005~0.1%、N: 0.02%以下、V: 0.01~0.2%およびNb: 0.005~0.2%を含有し、かつ、VおよびNbとCとの含有量 (質量%) が、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、主相がポリゴナルフェライト相とベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、さらに、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相を有する鋼組織を有することを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【0020】(2) 質量%でC: 0.01~0.05%、Si: 0.1~1.5%、Mn: 1.0~3.0%、P: 0.10%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.005~0.1%、N: 0.02%以下、V: 0.01~0.2%、Nb: 0.005~0.2%およびTi: 0.001~0.3%を含有し、かつ、V、NbおよびTiとCとの含有量 (質量%) が、

$$0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48) \leq 2 \times C/12$$

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、主相がポリゴナルフェライト相とベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、さらに、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む第2相を有する鋼組織を有することを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板。

【0021】(3) 上記組成に加えてさらにMo: 0.01~0.5質量%を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の深絞り性と伸びフランジ性に優れた

複合組織型高張力冷延鋼板。

【0022】(4) 質量%でC:0.01~0.05%、Si:0.1~1.5%、Mn:1.0~3.0%、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.1%、N:0.02%以下、V:0.01~0.2%およびNb:0.005~0.2%を含有し、かつ、VおよびNbとCとの含有量(質量%)が、

$$0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + Nb / 93) \leq 2 \times C / 12$$

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、連続焼鈍ラインにて(A_{c3} 変態点-50℃)~(A_{c3} 変態点+50℃)の温度域の焼鈍温度に加熱した後、400℃以下まで冷却し、この冷却における平均冷却速度が、前記焼鈍温度から700℃までの温度域で10℃/s以上、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上であることを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【0023】(5) 質量%でC:0.01~0.05%、Si:0.1~1.5%、Mn:1.0~3.0%、P:0.10%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.1%、N:0.02%以下、V:0.01~0.2%、Nb:0.005~0.2%およびTi:0.001~0.3%を含有し、かつ、V、NbおよびTiとCとの含有量(質量%)が、

$$0.5 \times C / 12 \leq (V / 51 + Nb / 93 + Ti / 48) \leq 2 \times C / 12$$

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを、熱間圧延し、引き続き酸洗した後、冷間圧延を施し、その後、連続焼鈍ラインにて(A_{c3} 変態点-50℃)~(A_{c3} 変態点+50℃)の温度域の焼鈍温度に加熱した後、400℃以下まで冷却し、この冷却における平均冷却速度が、前記焼鈍温度から700℃までの温度域で10℃/s以上、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上であることを特徴とする、深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【0024】(6) 鋼スラブは、上記組成に加えてさらにMo:0.01~0.5質量%を含有することを特徴とする、上記(4)または(5)に記載の深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法。

【0025】

【発明の実施の形態】本発明の冷延鋼板は、引張強さTSが440MPa以上の深絞り性と伸びフランジ性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板である。

【0026】まず、本発明鋼板の組織について説明する。本発明の冷延鋼板の組織は、転位密度の低いポリゴンフェライト相と転位密度の高いベイニチックフェライト相が混合した主相と、マルテンサイト相を含む第2相との複合組織を有する。また、主相であるポリゴンフェライト相とベイニチックフェライト相は{111}集合組織が発達しており、高いランクフォード値を有する。

【0027】低い降伏応力(YS)と高い強度伸びバランス(TS×EI)を有し、優れた深絞り性と伸びフランジ性

を有する冷延鋼板とするために、本発明では冷延鋼板の組織を、ポリゴンフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相である主相と、マルテンサイト相を含む第2相との複合組織とする必要がある。主相であるポリゴンフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相は、組織全体に対する面積率で80%以上とし、且つ主相中のベイニチックフェライト相は組織全体に対する面積率で5%以上含まれていることが好ましい。また、本発明ではポリゴンフェライト相は、組織全体に対する面積率で概ね40%以上含まれる。ポリゴンフェライト相およびベイニチックフェライト相が、面積率で80%未満では、高い強度伸びバランスを確保することが困難となり、プレス成形性が低下する傾向があるからである。また、さらに良好な延性と穴拡げ性が要求される場合には、主相に占めるベイニチックフェライト相の割合が、面積率で10%以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するため、主相であるポリゴンフェライト相およびベイニチックフェライト相は99%以下とするのが好ましい。

【0028】また、第2相として、本発明では、マルテンサイト相が存在することが必要であり、本発明の冷延鋼板は、マルテンサイト相を組織全体に対する面積率で1%以上含有するような複合組織鋼である。マルテンサイト相が面積率で1%未満では、低い降伏比(YR)と高い強度伸びバランス(TS×EI)を同時に満足させることが難しい。なお、第2相は、面積率で1%以上のマルテンサイト相単独としても、あるいは面積率で1%以上のマルテンサイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相のいずれかとの混合としてもよい。

【0029】次に、本発明の冷延鋼板の組成を限定した理由について説明する。なお、質量%は単に%と記す。C:0.01~0.05%

Cは、鋼板の強度を増加し、さらに主相であるポリゴンフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相とマルテンサイト相の複合組織の形成を促進する元素であり、本発明では複合組織形成の観点から0.01%以上含有する必要がある。一方、0.05%を超える含有は、{111}再結晶集合組織の発達を阻害し、深絞り成形性および穴拡げ性を低下させる。このため、本発明では、C含有量は0.01~0.05%に限定した。

【0030】Si:0.1~1.5%

Siは、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化、すなわち強度伸びバランスを向上させることができる有用な強化元素であり、この効果を得るためには、Si含有量は0.1%以上とする必要がある。しかしながら、Si含有量が1.5%を超えると、深絞り性の劣化を招く。このため、Si含有量は0.1~1.5%に限定した。なお、より優れた深絞り性が要求される場合には、Si含有量は0.7%未満とすることが好ましい。

【0031】Mn: 1.0~3.0%

Mnは、鋼を強化する作用があり、さらに主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相の複合組織の形成を促進する作用を有しており、焼鈍後の冷却速度に応じ含有するのが好ましい。臨界冷却速度未満での緩慢な冷却速度ではマルテンサイト相は生成されず、代わりにベイナイト相あるいはパーライト相が生成されるが、第2相にマルテンサイト相が存在しない場合、強度伸びバランスが低下する傾向にある。したがって、マルテンサイト相の生成を容易にするため、すなわち臨界冷却速度を低くするためには、Mnの添加が有効となる。また、Mnは、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて含有するのが好ましい。このような効果は、Mnを1.0%以上含有させることで顕著となる。一方、Mn含有量が3.0%を超えると、深絞り性および溶接性が劣化する。このため、本発明ではMn含有量は1.0~3.0%の範囲に限定した。

【0032】P: 0.10%以下

Pは鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて適宜含有させることができるが、P含有量が0.10%を超えると、強度伸びバランスが低下するとともに深絞り性が劣化する。このため、P含有量は0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、P含有量は0.08%以下とするのが好ましい。なお、上記効果を得るため、Pは0.005%以上含有することが好ましい。

【0033】S: 0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であるため、できるだけ低減するのが好ましく、0.02%以下に低減すると、さほど悪影響を及ぼさなくなることから、本発明ではS含有量は0.02%を上限とした。なお、より優れた伸びフランジ成形性が要求される場合には、S含有量は0.01%以下とするのが好ましく、より好ましくは0.005%以下である。

【0034】Al: 0.005~0.1%

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるが、0.005%未満では添加の効果がなく、一方、0.1%を超えて含有してもより一層の脱酸効果は得られず、逆に深絞り性が劣化する。このため、Al含有量は0.005~0.1%に限定した。なお、本発明では、Al脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえばTi脱酸やSi脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。その際、CaやREM等を溶鋼に添加しても、本発明鋼板の特徴はなんら阻害されず、CaやREM等を含む鋼板

も本発明範囲に含まれるのは勿論である。

【0035】N: 0.02%以下

Nは、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であるが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の深絞り性が顕著に劣化する。このため、Nは0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合にはNは低減させることが好ましく、0.004%以下とするのが好適である。

【0036】V: 0.01~0.2%、Nb: 0.005~0.2%でかつ $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$ の関係を満たすこと

VおよびNbは、本発明において最も重要な元素であり、再結晶前には固溶CをVおよびNb系炭化物として析出固定することにより、{111}再結晶集合組織を発達させて高いランクフォード値を得ることができる。さらに、焼鈍時にはVおよびNb系炭化物を溶解させて固溶Cを多量にオーステナイト相に濃化させ、その後の冷却過程においてマルテンサイト変態させることにより、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織鋼板を得る。このような効果を奏するには、VおよびNbの含有量がそれぞれ0.01%以上および0.005%以上でかつ、C、V、Nbの含有量(質量%)が $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93)$ の関係を満足することが必要である。一方、VおよびNbの少なくとも一方の含有量が0.2%を超えるか、あるいは、C、V、Nbの含有量(質量%)が $(V/51 + Nb/93) > 2 \times C/12$ であると、焼鈍時におけるVおよびNb系炭化物の溶解が起こりにくくなるため、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織が得られない。したがって、本発明では、V: 0.01~0.2%、Nb: 0.005~0.2%でかつ $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$ の関係を満たすことに限定した。

【0037】また、本発明では、上記した組成に加えて、質量%で、Ti: 0.001~0.3%を含有することが好ましく、この場合には、上記C、V、Nbの含有量(質量%)の関係式である $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93) \leq 2 \times C/12$ に代えて、上記C、V、Nb、Tiの含有量(質量%)の関係式、すなわち $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48) \leq 2 \times C/12$ なる関係式を満たすことが必要である。Tiは炭化物形成元素であり、再結晶前には固溶CをV、NbおよびTi系炭化物として析出固定することにより、{111}再結晶集合組織を発達させて高いランクフォード値を得る。さらに、焼鈍時には、V、NbおよびTi系炭化物を溶解させて固溶Cを多量にオーステナイト相に濃化させ、その後の冷却過程においてマルテンサイト変態させることにより、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織鋼板

を得る。このような効果を奏するには、Ti含有量が 0.001% 以上でかつ $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48)$ の関係を満たすことが必要である。一方、Ti含有量が 0.3% を超えるか、あるいは、 $(V/51 + Nb/93 + Ti/48) > 2 \times C/12$ であると、焼鈍時における炭化物の溶解が起こりにくくなるため、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織が得られない。したがって、Tiを含有する場合には、 $Ti: 0.001 \sim 0.3\%$ であって $0.5 \times C/12 \leq (V/51 + Nb/93 + Ti/48) \leq 2 \times C/12$ なる関係を満たすことに限定した。

【0038】また、本発明では、上記した組成に加えてさらにMo: $0.01 \sim 0.5\%$ を含有することが好ましい。

Mo: $0.01 \sim 0.5\%$

MoはMnと同様に、主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相からなるフェライト相と、第2相であるマルテンサイト相との複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、フェライト相とマルテンサイト相の複合組織の形成を促進する作用を有しており、必要に応じて含有できる。その効果は、 0.01% 以上のMoの含有により発揮される。しかしながら、Mo含有量が 0.5% を超えると、深絞り性が低下するため、Mo含有量は $0.01 \sim 0.5\%$ に限定した。

【0039】なお、本発明では、上記した成分以外の残部は実質的にFeおよび不可避的不純物の組成とすることが好ましいが、B、Ca、REM等を通常の鋼組成の範囲内であれば含有させてもなんら問題はない。

【0040】Bは、鋼の焼入性を向上する作用を有する元素であり、必要に応じて含有できる。しかし、B含有量が 0.003% を超えると、効果が飽和するため、Bは 0.003% 以下が好ましい。なお、より望ましい範囲は $0.0001 \sim 0.002\%$ である。CaおよびREMは、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより鋼板の伸びフランジ性を向上させる効果を有する。このような効果は、CaおよびREMのうちから選ばれた1種または2種の含有量が合計で、 0.01% を超えると飽和する。このため、CaおよびREMのうちの1種または2種の含有量は、合計で 0.01% 以下とするのが好ましい。なお、より好ましい範囲は $0.001 \sim 0.005\%$ である。

【0041】また、その他の不可避的不純物としては、例えばSb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb: 0.01% 以下、Sn: 0.1% 以下、Zn: 0.01% 以下、Co: 0.1% 以下の範囲である。

【0042】次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。本発明の製造方法に用いられる鋼スラブの組成は、上述した冷延鋼板の組成と同様であるので、鋼スラブの限定理由の説明については省略する。本発明の冷延鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程と、該熱延板を酸洗する酸洗工程と、該熱延板に冷間

圧延を施し冷延板とする冷延工程と、該冷延板に再結晶焼鈍を施す再結晶焼鈍工程とを順次施すことにより製造される。

【0043】使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止するために連続鋳造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後、再度加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままに加熱炉に挿入する方法や、わずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延する方法などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

【0044】上記した素材(鋼スラブ)を加熱し、熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程を施す。熱延工程は所望の板厚の熱延板が製造できる条件であればよく、通常の圧延条件を用いても特に問題はない。なお、参考のため、好適な熱延条件を以下に示しておく。

【0045】スラブ加熱温度: 900°C 以上

スラブ加熱温度は、析出物を粗大化させることにより、{111}再結晶集合組織を発達させ、深絞り性を改善するため、低い方が望ましい。しかし、加熱温度が 900°C 未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時におけるトラブル発生危険性が増大する。このため、スラブ加熱温度は 900°C 以上にすることが好ましい。また、酸化重量の増加に伴うスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度の上限は 1300°C とすることがより好適である。なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることは言うまでもない。

【0046】仕上圧延終了温度: 700°C 以上

仕上圧延終了温度(FDT)は、冷間圧延および再結晶焼鈍後に優れた深絞り性が得られる均一な熱延母板組織を得るため、 700°C 以上にすることが好ましい。すなわち、仕上圧延終了温度が 700°C 未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、熱間圧延時の圧延荷重が高くなり、熱間圧延時におけるトラブル発生危険性が増大するからである。

【0047】巻取温度: 800°C 以下

巻取温度は、 800°C 以下とするのが好ましい。すなわち、巻取温度が 800°C を超えると、スケールが増加しスケールロスにより歩留りが低下する傾向があるからである。なお、巻取温度は 200°C 未満となると、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が増大するため、巻取温度の下限を 200°C とすることがより好適である。

【0048】このように、本発明の熱延工程では、鋼スラブを 900°C 以上に加熱した後、仕上圧延終了温度: 700°C 以上とする熱間圧延を施し、 800°C 以下好ましくは 200°C 以上の巻取温度で巻き取り熱延板とするのが好ましい。なお、本発明における熱間圧延工程では、熱間圧延

時の圧延荷重を低減するため、仕上圧延の一部または全部のパス間で潤滑圧延としてもよい。加えて、潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化や材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.10～0.25の範囲とすることが好ましい。

【0049】また、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

【0050】ついで、熱延板を酸洗後、冷間圧延を施し冷延板とする。酸洗は通常の条件にて行えばよい。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、特に限定されないが、冷間圧延時の圧下率は40%以上とすることが好ましい。圧下率が40%未満では、{111}再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性を得ることが困難となるからである。

【0051】引き続き、上記冷延鋼板に再結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程を施す。再結晶焼鈍は、連続焼鈍ラインで行う。再結晶焼鈍の焼鈍温度は、(A_{c3} 変態点-50℃)～(A_{c3} 変態点+50℃)の温度域で行う必要がある。焼鈍温度が(A_{c3} 変態点-50℃)未満では、ベイニチックフェライト相が形成しにくく、したがって主相がほぼフェライト単相組織となり、穴抜け性が劣化する。一方、(A_{c3} 変態点+50℃)を超える高温では、第2相のマルテンサイト相が過剰に生成されるため、強度伸びバランス特性が著しく劣化するとともに、結晶粒が粗大化し、{111}再結晶集合組織が発達せずに深絞り性が著しく劣化するからである。

【0052】なお、再結晶焼鈍時の冷却は、ベイニチックフェライト相およびマルテンサイト相の形成の観点から、400℃以下まで冷却するとともに、この冷却における平均冷却速度を、焼鈍温度から700℃までの温度域で10℃/s以上、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上とする必要がある。すなわち、焼鈍温度から700℃までの温度域での平均冷却速度を10℃/s以上とすることにより、固溶Cが少ないオーステナイト相が転位密度の高いベイニチックフェライト相に変態し、また、ひきつづき700℃から400℃までの温度域での平均冷却速度を5℃/s以上として400℃以下まで冷却することにより、固溶Cが多量に濃化したオーステナイト相がマルテンサイト相に変態する結果、主相がポリゴナルフェライトとベイニチックフェライト相からなるフェライト相で、第2相がマルテンサイト相である複合組織が得られる。均熱温度から700℃までの温度域での平均冷却速度が10℃/s未満だと、ベイニチックフェライト相が形成されにくくなり、穴抜け性が低下するためである。一方、700℃から400℃までの温度域での平均冷却速度が5

℃/s未満だと、マルテンサイト相が形成されにくくフェライト単相組織となり、強度伸びバランスが低下するからである。また、マルテンサイト相を形成するため、上記平均冷却速度で400℃以下まで冷却することが必要である。

【0053】したがって、本発明においては、主相がポリゴナルフェライトとベイニチックフェライト相からなるフェライト相と、マルテンサイト相を含む第2相の存在が必須であることから、そのためには、再結晶焼鈍時の冷却を、焼鈍温度から700℃までの温度域で、臨界冷却速度以上である10℃/s以上の平均冷却速度で行い、かつ、700℃から400℃までの温度域で5℃/s以上の平均冷却速度で行う必要がある。

【0054】

【実施例】表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。ついで、これら鋼スラブを1250℃に加熱したのち、仕上圧延終了温度：880℃、巻取温度：650℃とする熱間圧延を施す熱延工程により、板厚4.0mmの熱延鋼帯(熱延板)とした。引き続き、これら熱延鋼帯(熱延板)に酸洗、冷間圧延を施す冷延工程により、板厚1.2mmの冷延鋼帯(冷延板)とした。ついで、これら冷延鋼帯(冷延板)に、連続焼鈍ラインで表2に示す条件で再結晶焼鈍を行った。なお、表2に示す再結晶焼鈍時の冷却における平均冷却速度は、焼鈍温度から700℃までの温度域と、700～400℃の温度域とに分けて制御し、400℃以下まで冷却した。得られた鋼帯(冷延鋼板)に、さらに伸び率：0.5%の調質圧延を施した。

【0055】得られた鋼帯から試験片を採取し、圧延方向に平行な断面(L断面)について、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて400～1000倍程度の倍率で微視組織を撮像し、画像解析装置を用いて主相であるポリゴナルフェライト相およびベイニチックフェライト相の組織分率および第2相の種類と組織分率を求めた。また、得られた鋼帯から、前述の基礎的な実験結果を得た時と同様にJIS5号引張試験片を採取して、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を行い、降伏応力(YS)、引張強さ(TS)、伸び(El)、降伏比(YR)を求めた。またr値は、鋼帯から採取したJIS5号引張試験片を用いて、JIS Z 2254の規定に準拠して平均r値(平均塑性ひずみ比)を求め、これをr値とした。さらに、穴抜け率(λ)も求めた。ここで、穴抜け率(λ)は、得られた鋼帯から試験片を採取し、前述のようにJFST 1001の規定に準拠して穴抜け試験を行って求めた。これらの結果を表2に示す。

【0056】

【表1】

| | 化 学 成 分 (質量%) | | | | | | | | | | | X ^{*1} | Y ^{*2} | Ac ₃ 変態点 (℃) | 備考 |
|---|---------------|------|------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|------|-----------------|-----------------|----------------------------|-----|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | N | V | Nb | Ti | Mo | | | | |
| A | 0.020 | 0.52 | 2.05 | 0.052 | 0.002 | 0.033 | 0.0021 | 0.082 | 0.041 | 0.015 | 0.15 | - | 1.42 | 875 | 適合例 |
| B | 0.021 | 0.48 | 2.15 | 0.048 | 0.003 | 0.035 | 0.0025 | 0.051 | 0.032 | 0.014 | - | - | 1.24 | 865 | 適合例 |
| C | 0.022 | 0.55 | 2.05 | 0.035 | 0.002 | 0.029 | 0.0022 | 0.085 | 0.044 | - | 0.15 | 1.17 | - | 870 | 適合例 |
| D | 0.021 | 0.69 | 2.12 | 0.048 | 0.003 | 0.033 | 0.0018 | 0.076 | 0.042 | - | - | 1.11 | - | 870 | 適合例 |
| E | 0.034 | 0.51 | 1.50 | 0.010 | 0.002 | 0.030 | 0.0020 | 0.093 | 0.075 | 0.013 | - | - | - | 860 | 適合例 |
| F | 0.019 | 0.51 | 2.11 | 0.045 | 0.006 | 0.035 | 0.0020 | 0.087 | 0.155 | 0.012 | 0.15 | - | 2.29 | 865 | 比較例 |
| G | 0.022 | 0.51 | 2.04 | 0.051 | 0.007 | 0.034 | 0.0024 | 0.015 | 0.006 | 0.015 | 0.15 | - | 0.37 | 865 | 比較例 |
| H | 0.006 | 0.49 | 2.03 | 0.050 | 0.005 | 0.033 | 0.0021 | 0.028 | 0.020 | - | - | 1.53 | - | 895 | 比較例 |
| I | 0.052 | 0.12 | 2.02 | 0.010 | 0.006 | 0.034 | 0.0023 | 0.028 | 0.015 | - | - | 0.14 | - | 845 | 比較例 |

(注) *1: $X = (V/51 + Nb/93) / (C/12)$ *2: $Y = (V/51 + Nb/93 + Ti/48) / (C/12)$

【0057】

【表2】

| 鋼板 No. | 鋼板 厚さ (mm) | 再結晶焼鈍 | | | 組織 | | | | | 冷延鋼板の特性 | | | | | | | | | | 備考 |
|-----------|------------------|-------------|---------------|--|---------------------------|---------------------------------|-----------------------------|-------------------|---|-------------|-------------|-----------|------------------|-----------|----|----------|-----------------------|--------------------|-----|------|
| | | 焼鈍温度 (℃) | 焼鈍速度 (℃/s) | 700℃ ～400℃間の 平均冷却 速度 (℃/s) | 主相 | | | 第2相 | | YS (MPa) | TS (MPa) | EI (%) | TS×EI (MPa・%) | YR (%) | r値 | λ (%) | | | | |
| | | | | | 相割 ¹⁾ 率 (%) | α ₁ の面積 率 (%) | α ₂ の面積 率 (%) | 主相の 面積率 (%) | 遷移 ²⁾ 組織 ³⁾ (%) | | | | | | | | 7行フォードの 面積率 (%) | 第2相の面 積率 (%) | | |
| | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 1 | A | 875 | 830 | 15 | 10 | α ₁ , α ₂ | 54 | 35 | 89 | M | 11 | 11 | 330 | 600 | 32 | 19200 | 55 | 1.7 | 120 | 本発明例 |
| 2 | A | 875 | 720 | 15 | 10 | α ₁ | 100 | — | 100 | — | — | — | 410 | 540 | 29 | 15660 | 76 | 1.4 | 50 | 比較例 |
| 3 | A | 875 | 850 | 2 | 2 | α ₁ | 100 | — | 100 | — | — | — | 330 | 600 | 32 | 19200 | 55 | 1.6 | 80 | 比較例 |
| 4 | B | 865 | 840 | 20 | 15 | α ₁ , α ₂ | 72 | 16 | 88 | M | 12 | 12 | 330 | 600 | 32 | 19200 | 55 | 1.6 | 125 | 本発明例 |
| 5 | C | 870 | 850 | 20 | 15 | α ₁ , α ₂ | 77 | 15 | 92 | M | 8 | 8 | 340 | 610 | 32 | 19520 | 56 | 1.7 | 120 | 本発明例 |
| 6 | C | 870 | 940 | 15 | 10 | α ₂ | — | 50 | 60 | M | 40 | 40 | 490 | 650 | 24 | 15600 | 75 | 0.8 | 70 | 比較例 |
| 7 | D | 870 | 840 | 20 | 15 | α ₁ , α ₂ | 78 | 12 | 90 | M | 10 | 10 | 415 | 600 | 32 | 19200 | 69 | 1.6 | 120 | 本発明例 |
| 8 | E | 860 | 830 | 20 | 15 | α ₁ , α ₂ | 73 | 20 | 93 | M | 7 | 7 | 460 | 680 | 28 | 19040 | 68 | 1.7 | 130 | 本発明例 |
| 9 | E | 865 | 830 | 20 | 15 | α ₁ | 100 | — | 100 | — | — | — | 440 | 570 | 30 | 17100 | 77 | 1.3 | 85 | 比較例 |
| 10 | F | 865 | 830 | 20 | 15 | α ₁ , α ₂ | 75 | 10 | 88 | M | 12 | 12 | 320 | 600 | 27 | 16200 | 53 | 0.8 | 100 | 比較例 |
| 11 | H | 895 | 850 | 20 | 15 | α ₁ | 100 | — | 100 | — | — | — | 380 | 450 | 34 | 15300 | 84 | 1.3 | 73 | 比較例 |
| 12 | I | 845 | 830 | 20 | 15 | α ₁ | 82 | — | 82 | M | 18 | 18 | 490 | 690 | 23 | 15870 | 71 | 0.8 | 40 | 比較例 |

(注) *1: α₁はポリゴンフェライト, α₂はベイニチックフェライトの総称である。

*2: Mはマルテンサイト相の略である。

【0058】表2に示す結果から、本発明例は、いずれも、目標とする、低い降伏比 (YR ≤ 70%)、高い伸び (EI ≥ 28%)、高いランクフォード値 (r 値 ≥ 1.3) および高い穴拡げ率 (λ ≥ 100%) を有し、深絞り成形性に優れた鋼板となっている。特に本発明例では、再結晶焼鈍温度を、本発明の範囲である (A_{c3} 変態点 - 50℃) ~ (A_{c3} 変態点 + 50℃) の温度域とすることによって、

穴拡げ率 (λ) が飛躍的に上昇し、λ ≥ 100% 以上を確保できる。これに対し、本発明の範囲を外れる条件で製造した比較例では、降伏比 (YR) が高いか、伸び (EI)、ランクフォード値 (r 値) または穴拡げ率 (λ) が低下した鋼板となっている。

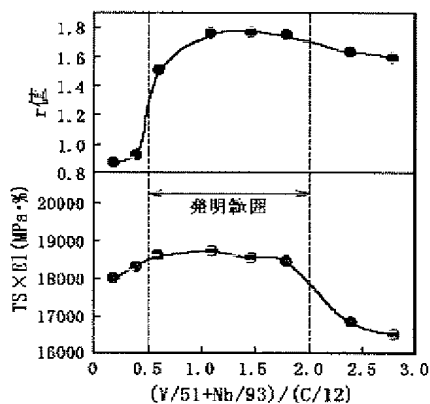
【0059】

【発明の効果】本発明によれば、強度伸びバランスに優

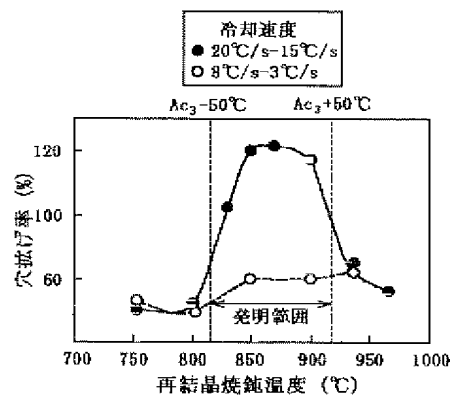
れるとともに、深絞り成形性および穴抜き成形性にも優れた冷延鋼板を安定して製造することが可能となり、産業上格段の効果を奏する。本発明の冷延鋼板を自動車部品に適用した場合、プレス成形が容易で、自動車車体の軽量化に十分に寄与できるという効果もある。

【図面の簡単な説明】

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 坂田 敬
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA05 EA15 EA16 EA17
EA18 EA19 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EB05 EB08
EB09 EB11 FB00 FG00 FH01
FJ04 FJ05 FJ06 FK02 FK03
GA08 HA00